

Patent Abstracts of Japan

Search Report

E 5575-02

PUBLICATION NUMBER : 02285053
PUBLICATION DATE : 22-11-90

APPLICATION DATE : 26-04-89
APPLICATION NUMBER : 01106512

APPLICANT : HITACHI METALS LTD;

INVENTOR : UEHARA TOSHIHIRO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/14

TITLE : MARAGING STEEL AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a maraging steel excellent in toughness, etc., by incorporating specific percentages of C, Si, Mn, P, S, Ni, Co, Mo, Al, Ti, N, and B to Fe and also forming crystalline grains into fine grains of specific grain size.

CONSTITUTION: A maraging steel having a composition consisting of, by weight, $\leq 0.03\%$ C, $\leq 0.1\%$ Si, $\leq 0.1\%$ Mn, $\leq 0.01\%$ P, $\leq 0.01\%$ S, 16-20% Ni, 7-14% Co, 3.0-5.5% Mo, $\leq 0.2\%$ Al, $0.3-2.0\%$ Ti, $\leq 0.01\%$ N, 0.0003-0.1% B, and the balance essentially Fe is prepared. This steel is hot-worked, subjected to solid solution heat treatment at 800-950°C, cold-worked at a draft of $\geq 10\%$, preferably \geq about 20%, and further subjected to solid solution heat treatment at a temp. of the recrystallization temp. or above, so as to be formed into fine grains having grain size of ASTM No.10 or above. By this method, the maraging steel excellent in strength, toughness, etc., and reduced in the variance of ductility, toughness, etc., can be obtained. This maraging steel is useful for various tool materials, structural members, etc.

COPYRIGHT: (C)1990,JPO&Japio

≤ 0.03 C
 ≤ 0.1 Si
 ≤ 0.1 Mn
 ≤ 0.01 P
 ≤ 0.01 S
16-20 Ni
3-5.5 Mo
7-14 Co
0.3-2 Ti
 ≤ 0.2 Al
N

Fe

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平2-285053

⑤ Int. Cl.⁵

C 22 C 38/00
38/14

識別記号

3 0 2 Z

庁内整理番号

7047-4K

⑬ 公開 平成2年(1990)11月22日

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全5頁)

⑭ 発明の名称 マルエージング鋼およびその製造方法

⑯ 特 願 平1-106512

⑰ 出 願 平1(1989)4月26日

⑱ 発 明 者 上 原 利 弘 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

⑲ 出 願 人 日立金属株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

明 細 書

発明の名称

マルエージング鋼およびその製造方法

特許請求の範囲

1 重量%で、C 0.03%以下、Si 0.1%以下、Mn 0.1%以下、P 0.01%以下、S 0.01%以下、Ni 16-20%、Co 7-14%、Mo 3.0-5.5%、Al 0.2%以下、Ti 0.3-2.0%、N 0.01%以下、B 0.0003-0.01%を含有し、残部が実質的にFeからなり、かつ結晶粒度がASTM No.で10以上の細粒であることを特徴とする、超微細結晶粒を有するマルエージング鋼。

2 請求項1に記載の組成からなるマルエージング鋼を、熱間加工後800-950℃の温度で固溶化処理を行ない、その後加工率で10%以上の冷間加工を行なった後、さらに再結晶温度以上の温度で固溶化処理を行なうことを特徴とする超微細結晶粒を有するマルエージング鋼の製造方法。

発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明はBを含有する18%Ni系マルエージング鋼およびその製造方法に関し、特に靱性の優れたマルエージング鋼の結晶粒微細化法に関するものである。

(従来の技術)

マルエージング鋼は、超強力鋼の一つとして知られており、高い強度と優れた靱性を有することから例えば宇宙、航空機、高速回転機器の分野に特殊スプリング、ボルト、容器などに用途が多く、中でも18%Ni系のマルエージング鋼は、熱処理として固溶化処理と時効処理を行なうことによって容易に良好な強靱性を得ることができるため、広範囲な分野に使用されている。

しかし、特に引張強さが200kgf/mm²以上の高強度を有するマルエージング鋼においては、強度の上昇につれて延性、靱性が劣化するという問題があり、特に肉厚の小さい部品では、結晶粒が粗いと延性、靱性などの特性のパラッキも大きくなるので結晶粒を微細化することは一層重要になる。これを解決する一つ的手段としてオーステナイト

特開平2-285053(2)

結晶粒を微細化するという方法が用いられ、例えば板、棒、パイプ等の冷間加工が可能な形状および比較的サイズの小さいものを対象として、冷間加工を加え、さらに固溶化処理を行なうという方法がとられてきた。

これに対して、靱性の改善に有効な合金元素を添加する方法も試みられており、例えば特公昭59-34226号にはB、Zr、Ca、Mgの1種または2種以上を含有させたマルエージング鋼、また特開昭61-210156号にはBを含有するマルエージング鋼およびその製造方法、特開昭52-23520号にはB、Zr、Ca、Vを同時に添加したマルエージング鋼に加熱処理を組み合わせた製造方法などの記載がある。

〔発明が解決しようとする課題〕

前述の固溶化処理前に冷間加工を施す方法は、結晶粒度番号10以上の微細な結晶粒を得るには、固溶化処理温度を実質的に固溶化が不十分な程度に低く抑える必要がある。ところが、固溶化処理温度が低くなりすぎると、結晶粒は微細化するも

10以上の超微細にして靱性または他の特性を安定して得ることは困難である。

また、特開昭52-23520号には、B、Zr、Ca、Vをそれぞれ1%以下で同時に添加したマルエージング鋼を溶体化処理した後、50℃以下に急冷し、その後100-350℃の温度で加工率10-95%の塑性加工を加え、続いてオーステナイト化終了温度(A_f点)から1200℃までの温度で加熱保持した後、室温まで冷却し、その後時効処理を行なう方法であるが、例えば広幅の板などを100-350℃の温度範囲に加熱しながら連続して塑性加工するには、高価な設備を要する欠点があった。

本発明はかかる点に鑑み、超微細な結晶粒を有するマルエージング鋼およびその製造方法を提供するものである。

〔課題を解決するための手段〕

発明者はマルエージング鋼の結晶粒微細化に有効な合金元素について、種々検討した結果、一定量のBを添加したマルエージング鋼に特定の固溶化処理と冷間加工条件を組み合わせた場合にのみ

の、逆にMoを比較的多く含むマルエージング鋼ではFe、Mo等からなる未固溶の粗大な金属間化合物が残存し、延性、靱性を低下させるという問題があった。

また、前述のB、Zr、Ca、Mgの1種または2種以上を含有したマルエージング鋼の特公昭59-34226号においてはBは0.0025%以下で添加すると、Zr、Caと同様に脱酸強化による清浄度向上の他、脱炭素および結晶粒界へのMo、Crなどの析出を防止し延性、靱性を付与すると記載されており、特開昭61-210156号においてはBを0.0005-0.0020%添加すると未再結晶溶体化処理温度域が広がり、工業的に未再結晶溶体化処理を容易に行なうことができるようになり、その結果として引張強度および破断靱性とともにより優れた鋼を製造することができると示されている。

ところが、上述のマルエージング鋼や製造方法では細線あるいは薄板の結晶粒度は微細化することができても通常の寸法として使用されるマルエージング鋼の棒材や板材の結晶粒度をASTM No.

超微細な結晶粒が得られることを知見したものである。具体的には、Bの添加量を変化させた18%Ni系のマルエージング鋼およびBを添加しない18%Ni系のマルエージング鋼について熱間加工後、第1表に示すように1回目の固溶化処理を行ない、その後冷間加工を施し、続いて第2回目の固溶化処理を行なった結果を第3図に示す。

第3図からBを添加したマルエージング鋼はB無添加のマルエージング鋼に比較して結晶粒が微細化しており、特にBを0.0003%以上含有するマルエージング鋼は結晶粒度番号が10以上と著しく微細化している。しかし、同じBを添加したマルエージング鋼でも1回目の溶体化処理後に冷間加工を施さない場合は、2回目の固溶化処理後においてもほとんど結晶粒が微細化しないことがわかる。

発明者はBのほかにCa、Zr、Y、Mgなどの各元素について同様な試験を行なった結果、結晶粒の微細化に有効な元素はBを添加した場合にのみ効果があることを新規に見出し本発明に至った。

ものである。すなわち、第1の発明は重量%で、C 0.03%以下、Si 0.1%以下、Mn 0.1%以下、P 0.01%以下、S 0.01%以下、Ni 16-20%、Co 7-14%、Mo 3.0-5.5%、Al 0.2%以下、Ti 0.3-2.0%、N 0.01%以下、B 0.0003-0.01%を含有し、残部が実質的にFeからなり、かつ結晶粒度がASTM No.で10以上の細粒であることを特徴とする、超微細結晶粒を有するマルエージング鋼であり、第2の発明は、第1の発明に記載の組成からなるマルエージング鋼を、熱間加工後800-950℃の温度で固溶化処理を行ない、その後加工率で10%以上の冷間加工を行なった後、さらに再結晶温度以上の温度で固溶化処理を行なうことを特徴とする超微細結晶粒を有するマルエージング鋼の製造方法である。

本発明において、1回目の固溶化処理はFe、Moを主成分とする未固溶の金属間化合物を残留させないために実施するもので、上記目的を達成するためには800℃以上が必要で、950℃を越えると結晶粒が粗大化するため、1回目の固溶化処理

するには2回目の固溶化処理温度は再結晶温度以上で、しかも低温側で実施することが良いことがわかる。しかし、材料の寸法あるいは2回目の固溶化処理前の冷間加工率などによって適正な加熱保持時間、再結晶温度等は変化するので2回目の固溶化処理条件を適宜選択することが望ましい。

〔作用〕

以下に本発明の組成の限定理由について述べる。

Niはマルエージング鋼のマトリックス(基地)である低Cのマartenサイトを形成させるために少なくとも16%は必要な元素であるが、20%を越えるとオーステナイトが安定化し、マartenサイト組織を形成しにくくなることから、Niは16-20%とした。

Coは、マトリックスであるマartenサイト組織を安定性に大きく影響することなく、Moの固溶度を低下させることによってMoが微細な金属間化合物を形成して析出するのを促進することによって析出強化に寄与するが、その含有量が7%未満では必ずしも十分効果が得られず、また14%を

温度範囲を800-950℃に限定する。1回目の固溶化処理後に行なう冷間加工は、材料に加工歪を付加して、その後実施する2回目の固溶化処理によって微細に再結晶させるために行なうものである。例えば、第1表に示す工程Cおよび工程EないしIの結果をまとめると第2図に示すように冷間加工率が10%以上で微細化効果が得られるものの、B無添加の材料は、冷間加工を行なっても効果のないことがわかる。

したがって1回目の固溶化処理後に実施する冷間加工率は10%以上に限定する。望ましくは冷間加工率は20%以上である。引続いて行なう固溶化処理は、前の工程で冷間加工して材料に歪を付加し、再結晶させて結晶粒を微細化するため少なくとも再結晶温度以上の温度で実施する必要がある。第1図は第1表に示した工程AないしDの熱間加工後、840℃×1時間、1回目の固溶化処理を行ない、続いて30%の冷間加工を施した後、2回目の固溶化処理温度と結晶粒度との関係を調べた一例を示す図である。第1図から、結晶粒度を微細に

越えると脆化する傾向がみられることから、Coの含有量を7-14%に限定した。

Moは時効処理により、微細な金属間化合物を形成し、マトリックスに析出することによって強化に寄与する元素であるが、その含有量が3.0%未満の場合その効果が少なく、また5.5%を越えて含有すると延性、韌性を劣化させるFe、Moを主要元素とする粗大析出物を形成しやすくなるため、Moの含有量を3-5.5%とした。

Tiは、Moと同様に時効処理により微細な金属間化合物を形成し、析出することによって強化に寄与する元素であるが、その含有量が0.3%未満の場合その効果が少なく、2.0%を越えて含有させると延性、韌性が劣化することから、Tiの含有量を0.3-2.0%とした。

Alは、時効析出し強化に寄与するだけでなく、脱酸作用も持っているが、0.2%を越えて含有させると韌性が劣化することから、その含有量を0.2%以下とした。

Nは、その含有量が0.01%を越えるとTi、Cと

ともに主に炭化物を形成し介在物として残るだけでなく、効果に寄与する有効Ti量を減少させる不純物元素であることから、その含有量を0.01%以下とした。

Bは、結晶粒を微細化するのに必要な、かつ有効な元素であるが、その含有量が0.0003%未満の場合十分な効果が得られず、また0.01%を超えて含有させると靱性が劣化することから、その含有量を0.0003-0.01%とした。

結晶粒度番号は大きい方が強度、靱性が高くなるが、10より小さいとその効果が不十分であり、本発明の方法によれば10以上が達成できるので10以上とした。

【実施例】

以下、本発明を実施例にて説明する。

第2表に示す試料番号1～11の組成からなる18%Ni系マルエージング鋼を真空誘導溶解にて溶解して10kgインゴットに鋳造し、1200℃で均質化焼鈍したのち、鍛伸、熱間圧延を行なって4.5mm厚さの平材に仕上げた。

第 1 表

工程 記号	固溶化処理 (1回目)	冷間加工率 (%)	固溶化処理 (2回目)	備 考
A	840℃×1h	30	800℃×1h	本発明法
B	"	"	820℃×1h	"
C	"	"	840℃×1h	"
D	"	"	860℃×1h	"
E	"	10	840℃×1h	"
F	"	20	"	"
G	"	40	"	"
H	"	50	"	"
I	"	0	"	比較法
J	900℃×1h	0	"	"

第 2 表

	試料	化 学 組 成 (重量%)												結 晶 粒 度 No.				
	番号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Co	Al	Ti	N	B	Fe	工程C	工程D	工程E	工程F
本発明合金	1	0.002	<0.01	<0.01	0.001	0.002	17.9	4.0	11.9	0.09	1.46	0.001	0.0003	残部	10.5	10.0	10.0	8.0
	2	0.002	0.01	<0.01	0.001	0.001	18.1	4.2	12.2	0.09	1.46	0.002	0.0005	"	11.0	10.5	10.5	8.0
	3	0.002	<0.01	<0.01	0.001	0.003	18.0	4.1	12.2	0.09	1.51	0.001	0.0007	"	11.0	11.0	11.0	8.5
	4	0.002	0.01	<0.01	0.001	0.001	18.0	4.2	12.2	0.09	1.51	0.002	0.0013	"	11.5	11.0	11.0	8.5
	5	0.002	0.02	<0.01	0.001	0.001	18.1	4.2	12.2	0.09	1.39	0.003	0.0023	"	12.0	11.5	11.5	9.0
	6	0.002	0.01	<0.01	0.001	0.001	18.1	4.2	12.2	0.09	1.47	0.002	0.0035	"	12.0	11.5	11.5	9.5
	7	0.002	0.01	<0.01	0.001	0.002	17.8	4.7	7.9	0.08	0.41	0.001	0.0005	"	11.0	11.0	10.5	8.0
	8	0.002	<0.01	<0.01	0.001	0.001	18.1	4.8	8.1	0.09	0.38	0.003	0.0024	"	11.5	11.0	11.0	8.5
	9	0.002	<0.01	<0.01	0.001	0.003	18.2	4.8	8.8	0.10	0.72	0.001	0.0004	"	11.0	11.0	10.5	8.0
	10	0.002	0.01	<0.01	0.001	0.001	18.9	5.1	8.7	0.08	0.69	0.002	0.0031	"	12.0	11.5	11.5	9.5
比較合金	11	0.002	0.01	<0.01	0.001	0.001	18.1	4.2	12.2	0.08	1.47	0.002	<0.0001	"	8.5	8.5	8.5	8.0

この平材を用いて、第1表に示す工程のうち、工程C、D、EおよびIの熱処理、冷間加工を行なった後、さらに480℃-520℃の範囲で時効処理を行ない、縦断面の結晶粒度を測定した。その結果を第2表に併記する。

Bを含有する本発明合金の1ないし10は第2表に示すように結晶粒度No.10以上の細粒であるのに対して、B無添加の比較合金11は冷間加工を行なっても細粒効果が小さいことがわかる。また比較法の工程Iは、1回目の固溶化処理後に冷間加工は行なわずに2回目の固溶化処理を実施したものであるが、Bを含有する本発明合金の1ないし10に関しても細粒化しないことがわかる。(発明の効果)

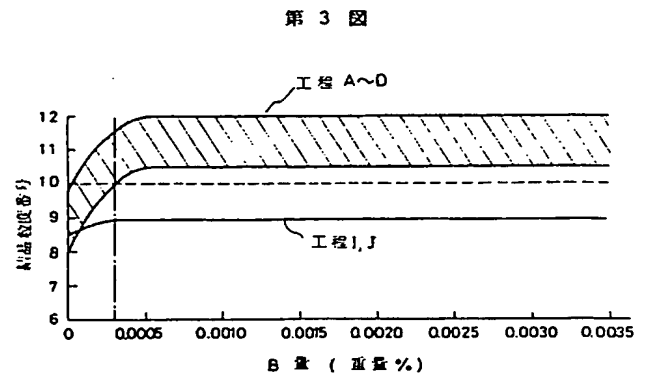
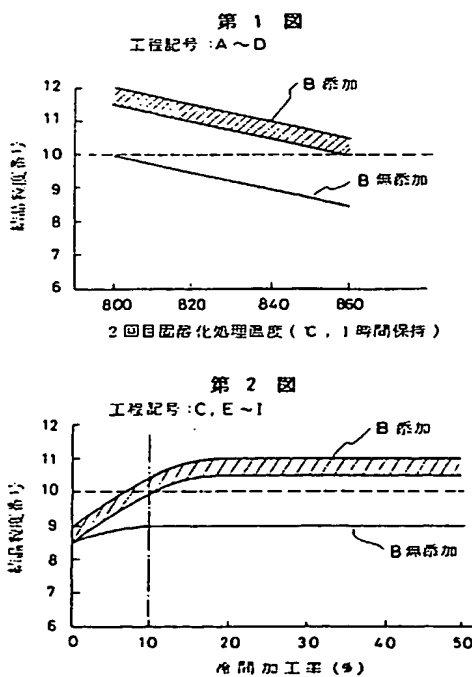
本発明によれば、Bを含有するマルエージング鋼の結晶粒を容易に微細化することができ、またBを含有し結晶粒が結晶粒度番号で10以上と超微細なマルエージング鋼は、強度、靱性等に優れること、および特に肉厚の小さい部品では、結晶粒が超微細であることによって延性、靱性等のバラ

ツキが小さいことが期待され、各種工具材、構造部材等に用いられ、優れた工具寿命、機械的性質を示すなどの工業上顕著な効果を持つことが予想される。

図面の簡単な説明

第1図は、Bを含有するマルエージング鋼とBを含有しないマルエージング鋼について、冷間加工後に行なう2回目の固溶化処理温度と結晶粒度番号の関係を示す図であり、第2図は、Bを含有するマルエージング鋼と含有しないマルエージング鋼の2回の固溶化処理の間に行なう冷間加工の加工率と結晶粒度番号の関係を示す図であり、第3図は、マルエージング鋼のB含有量と結晶粒度番号の関係を示す図である。

出願人 日立金属株式会社



THIS PAGE BLANK (USPTO)